



(19) **RU** ⁽¹¹⁾ **2 044 098** ⁽¹³⁾ **C1**
(51) Int. Cl.⁶ **C 22 C 21/10**

RUSSIAN AGENCY
FOR PATENTS AND TRADEMARKS

(12) **ABSTRACT OF INVENTION**

(21), (22) Application: 5050902/02, 06.07.1992

(46) Date of publication: 20.09.1995

(71) Applicant:
**Kashirin V.F.,
Surikova T.V.,
Berezin L.G.**

(72) Inventor: **Kashirin V.F.,
Surikova T.V., Berezin L.G.**

(73) Proprietor:
Kashirin Vjacheslav Fedorovich

(54) **ALUMINUM BASED WELDED ALLOY FOR SANDWICH ALUMINUM ARMOUR**

(57) Abstract:

FIELD: aluminum based alloys for aluminum armour. SUBSTANCE: alloy has, in mass zinc 6.4-7.2; magnesium 2.6-3.2; manganese 0.07-0.14; chrome 0.15-0.25; titanium 0.03-0.10; zirconium 0.05-0.12; aluminum the rest. In the case, total amount of zinc and

magnesium is 2.0-2.8. Alloy has following properties: sandwich plate limiting speed of certified affects (LSCA) 666-674 m/s, serial plate LSCA - 617-628 m/s; speed gain of LSCA 7.3-8.1 weight gain 8.6-8.9 EFFECT: alloy provides speed and weight gain. 2 tbl



(19) **RU** (11) **2 044 098** (13) **C1**
(51) МПК⁶ **C 22 C 21/10**

РОССИЙСКОЕ АГЕНТСТВО
ПО ПАТЕНТАМ И ТОВАРНЫМ ЗНАКАМ

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

(21), (22) Заявка: 5050902/02, 06.07.1992

(46) Дата публикации: 20.09.1995

(56) Ссылки: Патент США N 3304209, кл. 148-32,5, опубл. 1967, РЖ "Металлургия" N 6, 1968, реферат N 6И553П.ОСТ 1-92014-76. Сплав 1901.

(71) Заявитель:

Каширин В.Ф.,
Сурикова Т.В.,
Березин Л.Г.

(72) Изобретатель: Каширин В.Ф.,
Сурикова Т.В., Березин Л.Г.

(73) Патентообладатель:

Каширин Вячеслав Федорович

(54) СВАРИВАЕМЫЙ СПЛАВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ДЛЯ СЛОИСТОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНИ

(57) Реферат:

Изобретение относится к сплавам на основе алюминия, предназначенным для слоистой алюминиевой брони. Сплав содержит, мас. цинк 6,4 - 7,2; магний 2,6 3,2; марганец 0,07 0,14; хром 0,15 0,25; титан 0,03 0,10; цирконий 0,05 0,12; алюминий остальное, причем суммарное

содержание цинка и магния составляет 9,0 10,4 мас. а отношение содержания цинка и магния составляет 9,0 10,4 мас. а отношение содержания цинка и магния 2,0 2,8. Свойства сплава следующие: ПКП слоистой плиты 666 674 м/с, ПКП серийной плиты 617 - 628 м/с; выигрыш в скорости ПКП 7,3 8,1% весовой выигрыш 8,6 - 8,9% 2 табл. 4 ил.

RU 2 044 098 C1

RU 2 044 098 C1

Изобретение относится к металлургии сплавов, а именно сплавов системы алюминий-цинк-магний, используемых для изготовления сварных высокопрочных конструкций, подвергаемых импульсным нагрузкам высокой интенсивности (инкассаторские бронеавтомобили, бронированные сейфы и др. объекты гражданского и военного назначения).

Известны сплавы на основе алюминия, содержащие цинк, магний в качестве основных легирующих элементов, а также дополнительно переходные элементы марганец, цирконий, хром, титан.

Эти сплавы как высокопрочные и свариваемые успешно используются в изделиях бронетанковой техники (Елагин В.И. Захаров В.В. Дриц А.М. Структура и свойства сплавов системы Al-Zn-Mg. М. Металлургия, 1982, с. 210).

Наиболее близок к изобретению по химическому составу высокопрочный свариваемый алюминиевый сплав, содержащий, мас. Цинк 5,5 6,3 Магний 2,6 3,5 Марганец 0,2 0,45 Цирконий 0,1 0,3 Хром 0,2 0,4 Титан 0,1 0,3 Алюминий Остальное

Примеси: Железо 0,3 Кремний 0,2 Медь 0,2

Использование сплава 1901 в качестве гомогенной противопульной брони показало, что он обеспечивает высокую твердость (до 170НВ) и пластичность, необходимую для броневых материалов. Однако дальнейшее повышение твердости сплава 1901 за счет дополнительного легирования приводит к снижению противопульной стойкости вследствие снижения живучести (раскол, отколы с тыльной поверхности плиты) из-за понижения пластичности материала.

Слоистые алюминиевые плиты за счет своих конструктивных особенностей позволяют использовать в качестве лицевого слоя сплавы с более высокой твердостью, чем сплав 1901.

При использовании сплава 1901 в качестве лицевого слоя в слоистой броне противопульная стойкость снижается по сравнению с гомогенной (из сплава 1901) плитой, так как снижается средняя твердость плиты из-за наличия в ней мягких прослоек, но одновременно появляется избыток пластичности.

Целью изобретения является создание сплава на основе алюминия, содержащего цинк, магний, марганец, цирконий, хром и титан, который при его использовании в качестве лицевого слоя в слоистой броне позволил бы получить более высокую по сравнению с гомогенной броней противопульную стойкость.

Это достигается за счет увеличения твердости лицевого слоя в слоистой броне путем создания сплава на основе алюминия, содержащего цинк, магний, марганец, цирконий, хром и титан, отличающегося тем, что в нем суммарное содержание цинка и магния равно 9,0-10,4 мас. при отношении содержания цинка к содержанию магния, равном 2,0-2,8, и суммарном содержании переходных элементов Mn, Cr, Ti, Zn, равном 0,3-0,61, содержит ингредиенты в соотношении, мас. цинк 6,4 7,2; магний 2,6 3,2; марганец 0,07 0,14; хром 0,15 0,25; цирконий 0,05 0,12; титан 0,03 0,10; алюминий остальное.

На фиг. 1 представлены экспериментальные данные по влиянию отношения Zn/Mg на твердость сплава при суммарном содержании Σ Zn + Mg 9 и 10,5 мас. (кривая 1 и 2 соответственно) и сопротивление коррозионному растрескиванию (кривая 3), где $t_{кр.}$ время до разрушения образца; на фиг. 2 области существования сплавов 1901 и предлагаемого в координатах Σ Zn + Mg Zn/Mg на фиг. 3 схема образования трещин в слоистой плите при импульсном нагружении высокой интенсивности (боек, пуля); на фиг. 4 экспериментальные данные по влиянию суммарного содержания переходных элементов на прочность сплава Al Zn Mg с суммарным содержанием Zn + Mg 10,4%

Из кривых 1 и 2 видно, что максимальная твердость сплавов Al Zn Mg с суммарным содержанием Zn + Mg 9 10,4% соответствует значению отношения Zn/Mg 2,4.

Интервал изменения отношения Zn/Mg в сплаве 1901 составляет 1,6 2,4. Этот интервал следует рассматривать как Zn/Mg $2,0 \pm 0,4$. В соответствии с графиками фиг. 1 это соотношение не обеспечивает получение максимальных значений прочности сплава.

В предлагаемом сплаве отношение Zn/Mg выбрано равным 2,0 2,8, т.е. Zn/Mg $2,4 \pm 0,4$, что обеспечивает повышение по сравнению со сплавом 1901 минимальных значений твердости сплава на 5-6 ед. НВ.

Повышение отношения Zn/Mg в предлагаемом сплаве позволяет повысить и коррозионную стойкость при воздействии напряжений (см. фиг. 1, кривая 3).

Прочностные свойства сплавов системы Al Zn Mg определяются главным образом суммарным содержанием основных легирующих элементов цинка и магния. Наряду с повышением твердости за счет изменения отношения Zn/Mg в предлагаемом сплаве увеличено суммарное содержание Zn + Mg с 8,1 9,8% для сплава 1901 до 9,0 10,4 мас. что дает повышение твердости сплава на 12 15 ед. НВ.

Основное назначение переходных металлов (ПМ) Mn, Cr, Ti, Zr в сплавах системы Al Zn Mg является повышение их коррозионной стойкости и свариваемость.

Растворимость ПМ в твердом алюминии мала, а их повышенное содержание может привести к появлению включений первичных интерметаллидов, которые отрицательно влияют как на механические, так и коррозионные свойства. Так, первичные интерметаллы в слитках сплавов Al Zn Mg наблюдали при содержании Ti 0,15% Zr 0,2% поэтому в сплаве содержание ПМ не рекомендуется более 0,2-0,25% каждого в отдельности (Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. М. Металлургия, 1975, с. 147 159).

ПМ оказывает влияние на механические (прочностные) свойства сплавов. При комплексном легировании (одновременное введение нескольких элементов) переходными металлами на прочностные свойства сплава влияет суммарное содержание ПМ.

Из приведенных на фиг. 4 данных видно, что оптимальное суммарное содержание ПМ составляет $0,45 \pm 0,15\%$ что и выбрано для заявляемого сплава.

Выбор оптимального содержания ПМ позволил увеличить твердость предлагаемого сплава на 3-4 ед. НВ по сравнению со сплавом 1901, где содержание ПМ составляет $1,0 \pm 0,4\%$

Таким образом, выбор оптимального соотношения содержания Zn/Mg в сплаве, повышение содержания основных легирующих элементов, оптимизация суммарного содержания ПМ позволило обеспечить твердость предлагаемого сплава на 20-25 ед. НВ выше по сравнению со сплавом 1901.

Из представленных на фиг. 2 областей существования сплава 1901 и предлагаемого видно, что при одинаковой сумме цинка и магния в обоих сплавах (фиг. 2 интервал А) предлагаемый сплав имеет повышенную твердость из-за более благоприятного отношения Zn/Mg.

С другой стороны, при одинаковых соотношениях Zn/Mg (фиг. 2, интервал В) у обоих сплавов, предлагаемый сплав имеет более высокую твердость за счет повышенного по сравнению со сплавом 1901 содержания $\Sigma \text{Zn} + \text{Mg}$.

Таким образом, из анализа областей существования сплавов (фиг. 2) видно, что предлагаемый сплав имеет более высокую твердость во всей своей области существования и отличается от известного в каждой точке области существования, либо суммарным содержанием основных легирующих элементов, либо их соотношением.

Для экспериментальной оценки уровня прочностных и броневых свойств предлагаемого сплава были изготовлены и испытаны слоистые плиты толщиной 27,5 мм с использованием предлагаемого сплава и гомогенные плиты из сплава 1901 такой же толщины.

Испытания противупульной стойкости проводились пулей калибра 7,62 мм под углом $\alpha = 0^\circ$ (α - угол между нормалью к испытываемой карте и траекторией полета пули). Противупульная стойкость определялась величиной предельной скорости кондиционных поражений ($V_{\text{пкп}}$).

Из представленных в табл. 1 результатов видно, что максимальный уровень пулестойкости в опытных плитах получен при суммарном содержании Zn + Mg 10,4% т.е. при максимальном (предельном) содержании легирующих элементов. Дальнейшее повышение суммарного содержания цинка и магния (верхний запредельный уровень) повышает прочностные (твердость) свойства сплава. Однако вследствие снижения пластических свойств сплава с ростом уровня легирования повышается склонность к трещинообразованию (фиг. 3) и, как следствие, снижается уровень пулестойкости (табл. 1, плавка 3-229).

Прочностные свойства и противупульная стойкость на другом запредельном уровне (ниже нижнего) легирования ниже свойств нижнего предельного уровня легирования. Это является следствием снижения прочностных свойств сплава как за счет снижения $\Sigma \text{Zn} + \text{Mg}$, так и суммы ПМ, при некотором "излишке" пластических свойств. Сам же нижний уровень содержания легирующих элементов определяется только технологическими соображениями, и чем он

ближе к среднему содержанию этих элементов в сплаве, тем будет выше гарантированный уровень прочностных и броневых свойств.

Из представленных в табл. 1 экспериментальных данных видно, что при равном суммарном содержании Zn + Mg (плавки 3-238 и 3-234) предлагаемый сплав имеет более высокую твердость и противупульную стойкость вследствие более благоприятного соотношения Zn/Mg и суммарного содержания ПМ.

Преимущество слоистых перед гомогенными определялось в виде выигрыша в скорости ($\Delta V_{\text{пкп}}$)

$$\Delta V_{\text{пкп}} = \frac{V_{\text{пкп}}^{\text{сл}} - V_{\text{пкп}}^{\text{гом}}}{V_{\text{пкп}}^{\text{гом}}} \cdot 100 \quad \text{где } V_{\text{пкп}}^{\text{сл}},$$

$V_{\text{пкп}}^{\text{гом}}$ - предельная скорость кондиционных поражений соответственно слоистой и гомогенной плиты равной толщины.

Весовой выигрыш слоистой брони с использованием предлагаемого сплава определяется как разница равностойких толщин гомогенной ($B^{\text{гом}}$) и слоистой ($B^{\text{сл}}$) брони, отнесенная к толщине равностойкой гомогенной брони из сплава 1901, т.е.

$$\Delta B = \frac{B^{\text{гом}} - B^{\text{сл}}}{B^{\text{гом}}} \cdot 100$$

Из приведенных в табл. 2 данных видно, что использование предлагаемого сплава в качестве лицевого слоя в слоистой броне позволит повысить пулестойкость плит на 7-8% при равной толщине плиты или при равной бронестойкости обеспечить снижение веса (весовой выигрыш) бронеконструкции на 8,6-8,9% по сравнению с гомогенной плитой из сплава 1901 при сохранении высокого уровня живучести.

Такие важные для броневых материалов характеристики, как свариваемость и коррозия под напряжением оценивалась на специальных сварных пробах, изготовленных из слоистого проката, включающего в себя предлагаемый сплав (пл. 3-234).

Анализ результатов и сравнение их с аналогичными результатами испытаний гомогенного проката из сплава 1901 показали, что предлагаемый сплав не уступает по указанным характеристикам сплаву 1901.

Использование предлагаемого сплава в лицевом слое слоистых плит обеспечивает по сравнению с гомогенным материалом повышение на 7-8% броневых свойств за счет более высокой (на 20-25 ед. НВ) твердости лицевого слоя; снижение общего веса изделий за счет использования слоистых материалов, обеспечивающих требуемый уровень броневых свойств в меньших толщинах.

Формула изобретения:

СВАРИВАЕМЫЙ СПЛАВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ДЛЯ СЛОИСТОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНИ, содержащий цинк, магний, марганец, хром, титан, цирконий, отличающийся тем, что он содержит компоненты в следующем соотношении, мас.

Цинк 6,4-7,2
Магний 2,6-3,2
Марганец 0,07-0,14
Хром 0,15-0,25

Титан 0,03 0,10
Цирконий 0,05 0,12
Алюминий Остальное
причем суммарное содержание цинка и

магния составляет 9,0 10,4 мас. а отношение
содержания цинка к содержанию магния 2,0
2,8.

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

RU 2044098 C1

RU 2044098 C1

Таблица 1

Сплав	Содержание легирующих элементов, мас. %						
	Плавка	Zn	Mg	Mn	Cr	Ti	Zr
Предлагаемый	3-229	7,4	3,5	0,20	0,28	0,12	0,15
	3-232	7,2	3,2	0,14	0,25	0,10	0,12
	3-234	6,8	2,9	0,10	0,20	0,07	0,08
	3-241	6,4	2,6	0,07	0,15	0,03	0,05
	3-243	5,9	2,5	0,05	0,12	0,02	0,03
1901	3-238	6,3	3,4	0,35	0,21	0,1	0,19

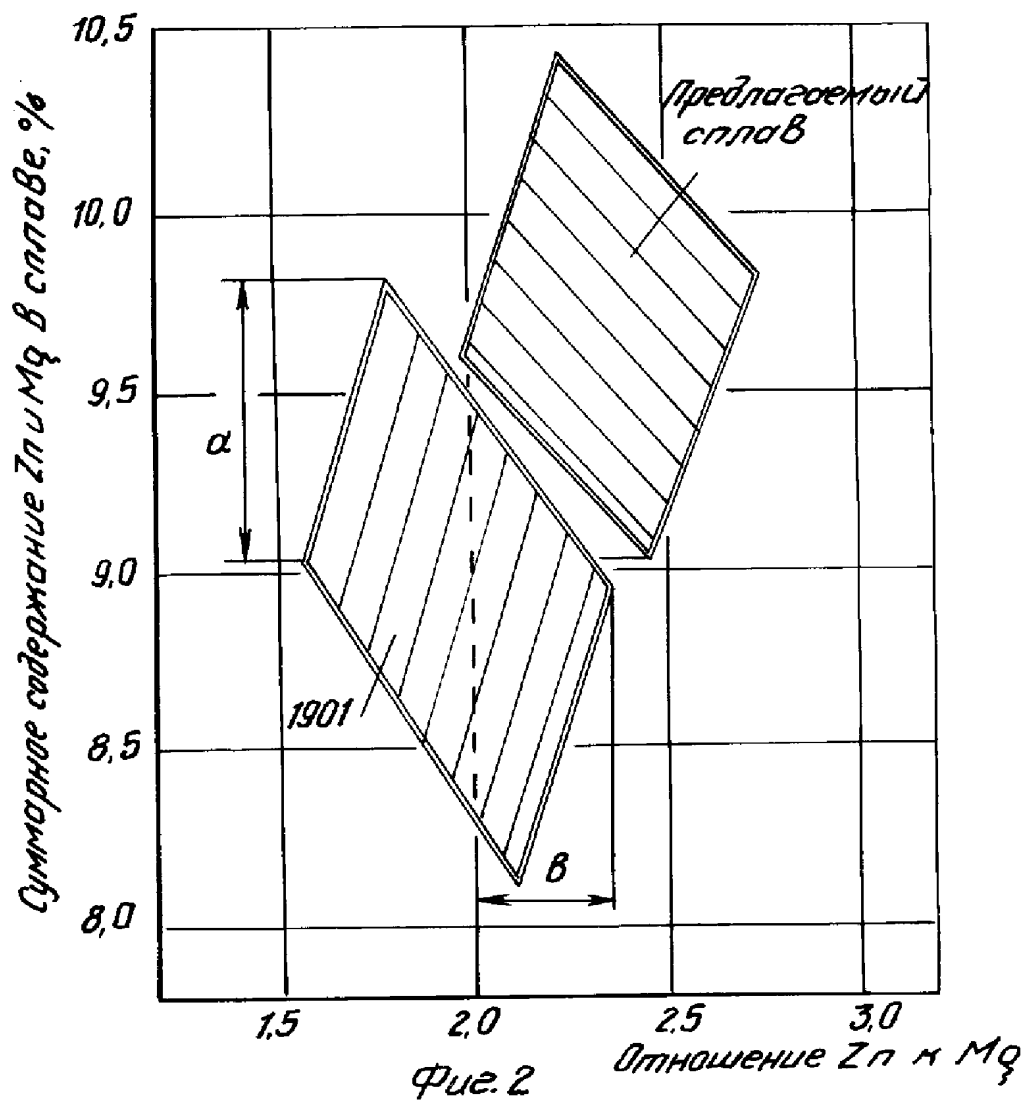
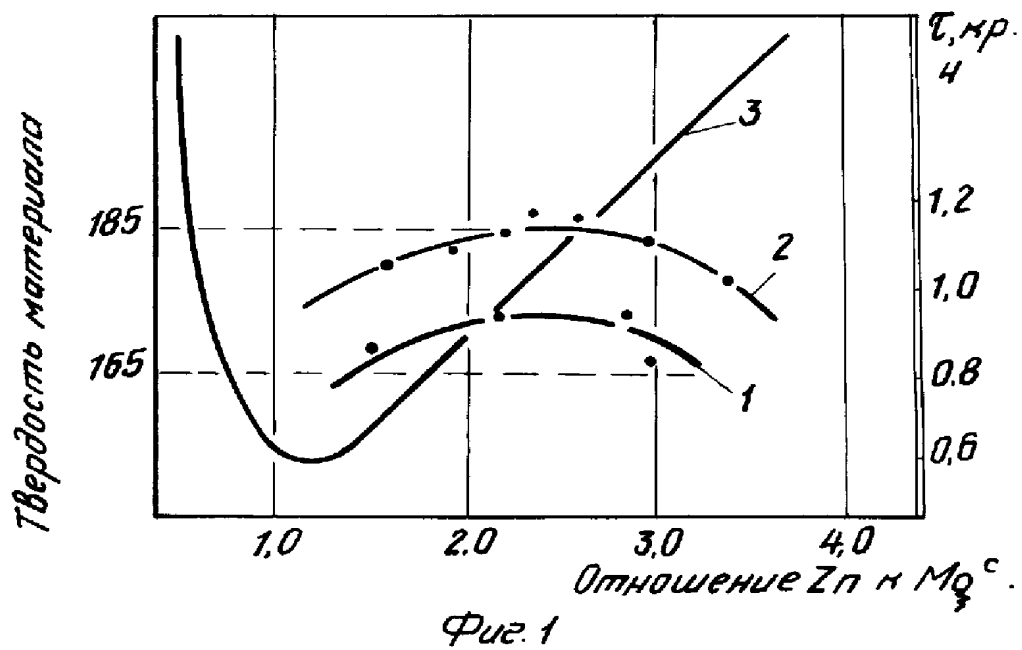
Продолжение табл. 1

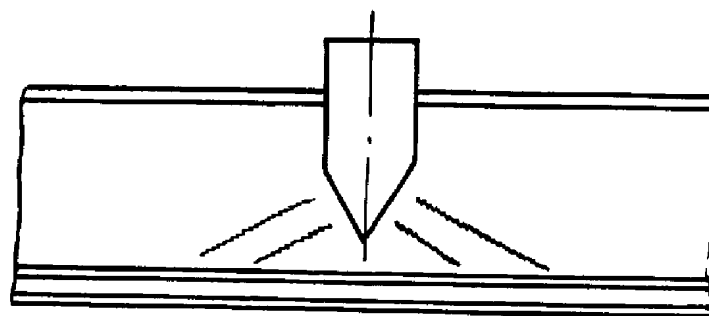
Сплав	Содержание легирующих элементов, мас. %					
	Zn+Mg	Zn Mg	Mn+Cr Ti+Zr	HB	V _{пкп.} м/с	Примечание
Предлагаемый	10,9	2,11	0,75	192	670	Верх. за- пред.
	10,4	2,25	0,61	187	685	Верхний
	9,70	2,34	0,45	180	670	Средний
	9,0	2,5	0,30	160	635	Нижний
	8,4	2,36	0,22	149	610	Нижний запр.
1901	9,7	1,96	0,86	173	654	Прототип

Примечание. Алюминий – остальное

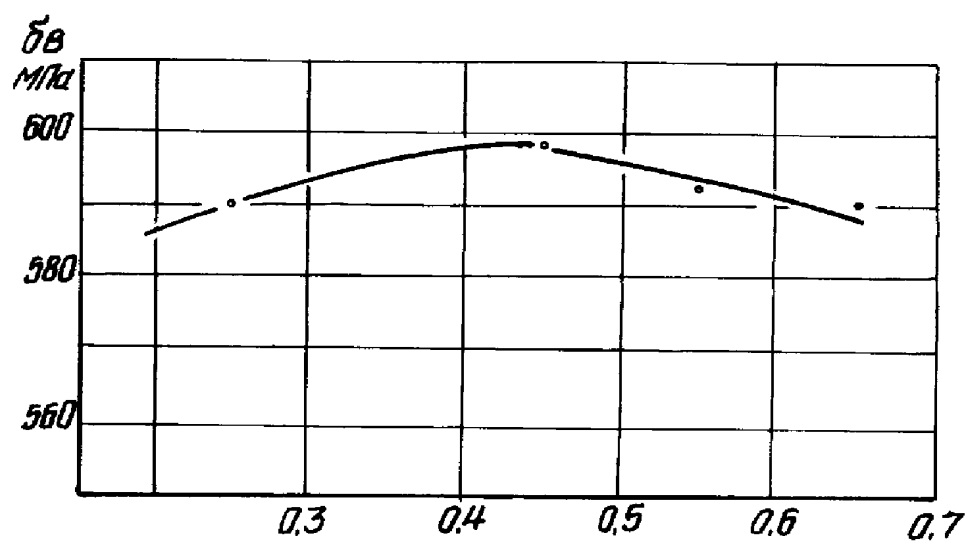
Таблица 2

Опыт	Толщина карты, мм	V _{пкп} сло- истой пли- ты, м/с	V _{пкп} серий- ной плиты, м/с	Выигрыш в скорости пкп, %	Равностой- кая толщина спл. 1901, мм	Весовой вы- игрыш, %
1	27,5	673	622	8,1	30,2	8,6
2	27,5	666	617	7,9	30,2	8,9
3	27,5	674	628	7,3	31,15	8,7





Фиг. 3



Фиг. 4

(19) RU (11) 2044098 (13) C1

(51) ⁶ C 22 C 21/10

(54) ALUMINUM BASED WELDED ALLOY
FOR SANDWICH ALUMINUM ARMOUR

The invention relates to aluminum based alloys intended for laminated aluminum armour. The alloy contains, in mass %: zinc – 6.4 - 7.2; magnesium – 2.6 - 3.2; manganese – 0.07 - 0.14; chromium – 0.15 - 0.25; titanium – 0.03 - 0.10; zirconium – 0.05 - 0.12; aluminum – the rest, the total content of zinc and magnesium being 9.0 - 10.4 mass %, and the ratio of the content of zinc and magnesium being 9.0 - 10.4 mass %, and the ratio of the content of zinc and magnesium being 2.0 - 2.8. The alloy properties are as follows: sandwich plate limiting speed of certified affects (LSCA) – 666 – 674 m/s, serial plate LSCA – 617 – 628 m/s, speed gain of LSCA – 7.3 – 8.1 %, weight gain – 8.6 – 8.9 %, 2 Tables, 4 Figs.

SPECIFICATION OF THE INVENTION

The invention relates to alloy metallurgy, and namely to alloys of the aluminum – zinc – magnesium system used for producing welded high-strength structures subject to impulsive loading of high intensity (armoured vehicles of money collectors, armoured safes and other subjects of civil and military purpose).

Aluminum based alloys comprising zinc, magnesium as basic alloying elements, as well as, additionally, transition elements – manganese, zirconium, chromium, titanium, are known.

These alloys, both high-strength and welded ones, are successfully used in products of armoured engineering (Elagin V.I., Zakharov V.V., Drits A.M. “Structure and properties of alloys of the Al-Zn-Mg system”, Moscow, “Metallurgija” Publishing House, 1982, page 210).

A high-strength welded aluminum alloy comprising, in mass %: zinc – 5.5 - 6.3; magnesium – 2.6 - 3.5; manganese – 0.2 - 0.45; zirconium – 0.1 - 0.3; chromium – 0.2 - 0.4; titanium – 0.1 - 0.3; aluminum – the rest, is the closest one to the invention in the chemical composition.

Admixtures: Iron – 0.3, Silicon – 0.2, Copper – 0.2.

The use of 1901 alloy as a homogeneous anti-bullet (bulletproof) armour has shown that this alloy provides high (up to 170 HB) and plasticity necessary for armor materials. However, further increase of 1901 alloy hardness due to additional alloying leads to the decrease of the anti-bullet resistance as the result of decreasing survivability (fracture, chipping off from the back surface of the plate) through the decrease of plasticity of the material.

Laminated aluminum plates, due to constructive peculiarities thereof, permit to use as a facing layer the alloys with more hardness than 1901 alloy.

When 1901 alloy is used as the facing layer in the sandwich armour, the anti-bullet resistance reduces in comparison with the homogeneous plate (from 1901 alloy), since the average hardness of the plate reduces owing to the presence of soft interlayers therein, but simultaneously the plasticity excess appears.

The aim of the invention is the creation of an aluminum based alloy comprising zinc, magnesium, manganese, zirconium, chromium and titanium, which, when used as the facing layer in the sandwich armour, would permit to get a higher anti-bullet resistance in comparison with the homogeneous armour.

This is obtained by increasing the hardness of the facing layer by means of creating an aluminum based alloy comprising zinc, magnesium, manganese, zirconium, chromium and titanium, characterised in that the total content of zinc and magnesium therein equals to 9.0 – 10.4 mass %, at the ratio of zinc content to the ratio of magnesium content being

equal to 2.0 – 2.8, and the total content of transition metals Mn, Cr, Ti, Zn being equal to 0.3 – 0.61. The alloy contains ingredients in the ratio of, in mass %: zinc – 6.4 - 7.2; magnesium – 2.6 - 3.2; manganese – 0.07 - 0.14; chromium – 0.15 - 0.25; zirconium – 0.05 - 0.12; titanium – 0.03 - 0.10; aluminum – the rest.

On Fig. 1 the experimental data concerning the influence of ratio Zn/Mg on the hardness of the alloy at the total content $\sum \text{Zn} + \text{Mg}$ 9 and 10.5 (curve 1 and 2, respectively) and the cracking resistance (curve 3) are presented, wherein τ^{kp} - time prior to the sample destruction; on Fig. 2 areas of existing of 1901 alloys and the proposed one are presented in coordinates $\sum \text{Zn} + \text{Mg}$ Zn/Mg; on Fig. 3 a diagram of cracks formation in the sandwich plate at impulse loading of high intensity (a firing-pin, a bullet) is shown; on Fig. 4 the experimental data concerning the influence of the total content of transition elements on the strength of the Al-Zn-Mg alloy with the total content of Zn + Mg 10.4 %.

From curves 1 and 2 one can see that the maximum hardness of Al-Zn-Mg alloys with the total content of Zn + Mg 9 - 10.4 % corresponds to the meaning of the ratio Zn / Mg 2.4.

The interval of the change of the ratio Zn / Mg in 1901 alloy is 1.6 – 2.4. This interval should be considered as Zn / Mg 2.0 +/- +/- 0.4. In accordance with graphics on Fig. 1, this ratio does not provide the obtaining of maximum meanings of the alloy strength.

In the proposed alloy the ratio Zn / Mg is selected as being equal to 2.0 – 2.8, i.e. Zn / Mg – 2.4 +/- 0.4, what provides the increase of minimum meanings of the alloy hardness by 5 – 6 HB points.

The increase of the ratio Zn / Mg in the proposed alloy permits to increase also the corrosion resistance at the action of stresses (see Fig. 1, curve 3).

The stress-strain (strength) properties of alloys of the system Al-Zn-Mg are defined mainly by the total content of basic alloying elements – zinc and manganese. Along with the increase of hardness due to changing the ratio Zn / Mg in the proposed alloy, the total content Zn + Mg is increased from 8.1 – 9.8 % to 9.0 – 10.4 mass % for the alloy, what gives the increase in the alloy hardness by 12 – 15 HB points.

The basic purpose of the transition metals (TM) Mn, Cr, Ti, Zr in the alloys of the system Al-Zn-Mg is the increase of the corrosion resistance and weldability thereof.

Solubility of the transition metals in the solid aluminum is low, and their increased content may lead to the appearance of inclusions of initial intermetallides, which have the negative influence both the mechanical and corrosion properties. Thus, initial intermetallides in ingots of the Al-Zn-Mg alloys has been observed at the content of Ti – 0.15 %, Zr – 0.2 %, therefore, the content of the transition metals in the alloy is not recommended higher than 0.2 – 0.25 % of each separately (Elagin V.I. “Alloying of deformable aluminum alloys by transition metals”, Moscow, “Metallurgija” Publishing House, 1975, pages 147 – 159).

The transition metals show the influence on mechanical (strength) properties of the alloys. During complex alloying (simultaneous introduction of several elements) by the transition metals, the total content of the transition metals influences the strength properties of the alloy.

From the data given on Fig. 4 it is seen that the optimum total content of the transition metals is 0.45 +/- 0.15 %, what is selected for the claimed alloy.

The selection of the optimum total content of the transition metals has permitted to increase the hardness of the proposed alloy by 3 – 4 HB points in comparison with 1801 allow, wherein the content of the transition metals is 1.0 +/- 0.4 %.

Thus, the selection of the optimum ratio of the Zn/Mg content in the alloy, the increase of the content of the basic alloying elements, optimization of the total content of

the transition metals permitted to provide the hardness of the proposed alloy to be 20 – 25 points HB higher in comparison with 1901 alloy.

From areas of existing 1901 alloy and the proposed alloy presented on Fig. 2 it is obvious that with same amount of zinc and magnesium in both alloys (see Fig. 2, interval “a”), the proposed alloy has increased hardness as the result of more favorable ratio Zn / Mg.

On the other hand, at similar ratios of Zn / Mg (see Fig. 2, interval “B”) in both alloys, the proposed alloy has higher hardness due to the increased content of $\sum \text{Zn} + \text{Mg}$ in comparison to 1901 alloy.

Thus, from the analysis of areas of the alloys existence (see Fig. 2) it is obvious that the proposed alloy has higher hardness in the whole area of existence and differs from the known one in each point of the existence, either by the total content of main alloying elements, or by the ratio thereof.

For the experimental evaluation of the level of strength and armour properties of the proposed alloy, the laminated (sandwich) plates having thickness of 27.5 mm and using the proposed alloy and homogeneous plates of the same thickness from 1901 alloy were made and tested.

The tests of the anti-bullet resistance were carried out by a bullet of the caliber 7.62 mm at an angle α 0° (α – the angle between the normal to the tested card and the trajectory of a bullet). The anti-bullet resistance was defined by the value of the limit velocity of the conditioned hits (V_{ch}).

From the results presented in Table 1 one can see that the maximum level of bullet resistance in the plates was obtained at the total content of Zn + Mg – 10.4 %, i.e. at maximum (limited) content of alloying elements. Further increase of the total content of zinc and magnesium (the upper exorbitant level) raises the strength properties (the hardness) of the alloy. However, due to reduction of the properties of plasticity of the alloy with the increase of the level of alloying, the tendency to crack formation increases

(see Fig. 3) and, as the result, the level of resistance to bullets decreases (Table 1, melting 3-229).

Strength properties and anti-bullet resistance at the other exorbitant level (below the lower level) of alloying decrease below the properties of the limiting level of alloying. This is the consequence of the reduction of strength properties of the alloy both as the result of the reduction of $\sum \text{Zn} + \text{Mg}$ and the total amount of the transition metals at some "excess" of plasticity properties. The lower level of the content of alloying elements itself is defined only by technological considerations, and the closer it is to the medium content of these elements in the alloy, the higher will be the guaranteed level of the strength and armour properties.

From the experimental data presented in Table 1 one can see that at the equal total content of $\text{Zn} + \text{Mg}$ (see meltings 3-238 and 3-234) the proposed alloy has a higher hardness and anti-bullet resistance as the result of a more favorable ratio of Zn / Mg and total content of transition metals.

The advantage of laminated (sandwich) plates over homogeneous plates was determined in the form of the gain in velocity (ΔV_{LSCA})

$$\Delta V_{\text{LSCA}} = \frac{V_{\text{LSCA}}^{\text{lam}} - V_{\text{LSCA}}^{\text{hom}}}{V_{\text{LSCA}}^{\text{hom}}} \cdot 100 \text{ wherein } V_{\text{LSCA}}^{\text{lam}}, V_{\text{LSCA}}^{\text{hom}}$$

is the limiting speed of conditional hits of a laminated (sandwich) plate and homogeneous plate of equal thickness.

The gain in weight in the laminated (sandwich) armour with the use of the proposed alloy is determined as the difference of equally-resistant thicknesses of the homogeneous (B^{hom}) and laminated (sandwich) armour (B^{lam}) referred to the thickness of equally-resistant homogeneous armour of 1901 alloy, i.e.

$$\Delta B = \frac{B^{\text{hom}} - B^{\text{lam}}}{B^{\text{hom}}} \cdot 100$$

From the data given in Table 2 one can see that the use of the proposed alloy as the facing layer in the laminated (sandwich) armour will permit to raise bulletproof of the plates by 7 – 8 % at the equal thickness of the plate, or at equal armour-resistance will provide the reduction of weight (weight gain) of the armored structure by 8.6 – 8.9 % in comparison to the homogeneous plate out of 1901 alloy keeping the high level of survivability.

Such important characteristics for an armor material as weldability and corrosion under voltage has been evaluated on special welding samples made out of laminated rolled metal including the proposed alloy (see melting 3-234).

The analysis of the results and the comparison thereof with similar results of tests of a homogeneous stock of 1901 alloy have shown that the proposed alloy is highly competitive in the indicated characteristics with 1901 alloy.

The use of the proposed alloy in the face layer of laminated (sandwich) plates, in comparison with a homogeneous material, provides the increase of armor properties on 7 – 8 % due to higher (on 20 – 25 HB units) hardness of the facing layer; reduction of the total weight of a product due to use of laminated materials providing the required level of armor properties in lower thicknesses.

CLAIMS

An aluminum based welded alloy for sandwich aluminum armour comprising zinc, magnesium, manganese, chromium, titanium, zirconium, characterised in that it contains components in the following ratio, in mass %:

Zinc	– 6.4 – 7.2
Magnesium	– 2.6 – 3.2
Manganese	– 0.07 – 0.14
Chromium	– 0.15 – 0.25
Titanium	– 0.03 – 0.10
Zirconium	– 0.05 – 0.12
Aluminum	– the rest,

the total content of zinc and magnesium being 9.0 – 10.4 mass %, and the ratio of the zinc content to magnesium content being 2.0 – 2.8.

Table 1

Alloy	Content of alloying elements, in mass %						
	melting	Zn	Mg	Mn	Cr	Ti	Zr
The proposed one	3 – 229	7.4	3.5	0.20	0.28	0.12	0.15
	3 – 232	7.2	3.2	0.14	0.25	0.10	0.12
	3 – 234	6.8	2.9	0.10	0.20	0.07	0.08
	3 – 241	6.4	2.6	0.07	0.15	0.03	0.05
	3 – 243	5.9	2.5	0.05	0.12	0.02	0.03
	3 – 238	6.3	3.4	0.35	0.21	0.1	0.19
1901							

Table 1 (continuation)

Alloy	Content of alloying elements, in mass %					
	Zn + Mg	Zn Mg	Mn + Cr Ti + Zr	HB	V _{LSCA} m/s	Notes
The pro- posed one	10.9	2.11	0.75	192	670	Upper exorbitant
	10.4	2.25	0.61	187	685	Upper
	9.70	2.34	0.45	180	670	Medium
	9.0	2.5	0.30	160	635	Lower
	8.4	2.36	0.22	149	610	Lower exorbitant
	9.7	1.96	0.86	173	654	The prototype
1901						

Note: Aluminum – the rest.

Table 2

Experiment	Card thickness, mm	V_{LSCA} of the sandwich plate, m/s	V_{LSCA} of the production (serial) plate, m/s	Gain in speed of LSCA, %	Equally resistant thickness, 1901 alloy, mm	Weight gain, %
1	27.5	673	622	8.1	30.2	8.6
2	27.5	666	617	7.9	30.2	8.9
3	27.5	674	628	7.3	31.15	8.7

Fig. 1.

- 1- Material hardness
- 2- Ratio Zn to Mg

Fig. 2

- 1- Total content of Zn and Mg in the alloy, %
- 2- Ratio Zn to Mg
- 3- the proposed alloy

Fig. 3

Fig. 4